

## MODELACIÓN Y SIMULACIÓN DE LA SUPERFICIE DE ANISOTROPÍA DE RAPIDEZ DE DISOLUCIÓN EN ACEROS API 5L

Ing. L.G. Hernández Maya\*, Dr. F. Caleyó Cereijo, Dr. J.M. Hallen López, Dr. Tu Le Manh, M. en C. M.R. Madrigal Cano, Ing. A. Blanco Hernández.

Departamento de Ingeniería Metalúrgica, IPN-ESIQIE, Zacatenco, Ciudad de México, 07738, México.

E-mail: [luisgerardo.hm2016@gmail.com](mailto:luisgerardo.hm2016@gmail.com)\*

### Resumen

Se sabe que la orientación cristalográfica tiene influencia en la reacción de disolución anódica que tiene lugar en el proceso de corrosión. Esta dependencia está determinada por la densidad de átomos en el plano cristalográfico debido a que cada familia de planos tiene un diferente número de átomos por unidad de área, diferentes grados de rugosidad, y por lo tanto, diferentes energías superficiales. En el presente trabajo se desarrolla un modelo físico para predecir la variación de la magnitud de la rapidez de disolución anódica en función del plano cristalográfico expuesto al medio químicamente activo. En este modelo, la propiedad estudiada es representada a partir de una superficie de anisotropía para un monocristal de ferrita (fase donde se presenta la disolución en el caso de los aceros), en donde la normal a cada una de las familias de planos cristalográficos  $\{hkl\}$  exhibe un valor de magnitud de rapidez de disolución, que fue estimada a partir de características estructurales de un número reducido de planos del material. El modelo propuesto permite extrapolar los resultados para la predicción de la resistencia promedio a la corrosión de aceros API 5L (policristales) utilizados en la industria petrolera. Los resultados de la simulación del modelo coincidieron bien con los derivados de las mediciones de textura cristalográficas por difracción de rayos-X. Estos resultados demuestran la capacidad del modelo propuesto y validado en la predicción de la velocidad de disolución anódica en aceros estudiados.

**Palabras clave:** acero API 5L, rapidez de disolución anódica, textura cristalográfica, ferrita.

## 1. Introducción

Dentro del proceso de corrosión de metales se llevan a cabo simultáneamente las reacciones anódica y catódica al entrar en contacto una superficie del material con un medio químicamente activo (Schweitzer 2007). En el caso de alecciones base hierro y para medios ácidos se llevan a cabo:



En la reac. (1), los iones metálicos pasan a la solución en forma de cationes, mientras que la Reac. (1) involucra la reducción de un agente oxidante presente en el medio corrosivo, como pueden ser protones en un medio ácido que al combinarse con los electrones liberados en los sitios anódicos forma hidrógeno molecular. Igualmente, si el medio es alcalino y está presente el oxígeno, este puede ser reducido (Roberge 2000).

Se sabe que la disolución anódica (Reac. (1)) puede ser afectada por el plano cristalográfico que se encuentra en contacto con el medio químicamente activo, haciendo variar la tasa de rapidez de disolución del metal. Este carácter anisótropo de la disolución está determinado por la densidad de átomos en el plano cristalográfico ( $\rho_{\{hkl\}}$ ), ya que cada familia de planos en un cristal tiene un número diferente de enlaces libres por unidad de área, diferentes grados de rugosidad y diferentes energías superficiales (Newnham 2005; Błóński & Kiejna 2007), lo que conduce a diferentes velocidades de disolución en función de la orientación del plano cristalográfico que está sufriendo corrosión.

La anisotropía de la disolución anódica del hierro (fase donde se presenta la corrosión para el caso de los aceros) ha sido estudiada por varios autores en cristales de este material (Buck & Leidheiser 1957; Boggs *et al.* 1967; Cammarota *et al.* 1970; Roßwag *et al.* 1974; Davenport *et al.* 2000; Fushimi & Seo 2001, 2003; Schreiber *et al.* 2006, 2007). La caracterización de la disolución en granos individuales con diferentes orientaciones cristalográficas que se han realizado en estos trabajos demuestra que existe una fuerte influencia de la anisotropía química que presenta el hierro. Schreiber *et al.* (2006) mediante mediciones de textura local, utilizando la técnica de difracción

de electrones retrodispersados (EBSD, por sus siglas en ingles), en conjunto con microscopia de fuerza atómica, demostró que existe una diferencia en la forma en la que disuelven granos con diferentes planos cristalográficos expuestos en la superficie de un policristal de hierro BCC puro sometido a electropulido y maquinado electroquímico. El perfil de alturas entre los granos con diferentes planos cristalográficos paralelos a la superficie atacada revela que la variación en la velocidad de disolución sigue el orden de  $\{100\} < \{101\} < \{111\}$ . No obstante, en este trabajo no se logró replicar el comportamiento anisótropo de la disolución presente en los monocristales mediante algún tipo modelo.

Szpunar *et al.* (2009) desarrollaron una función de índice de la susceptibilidad a la corrosión por picadura de varios planos cristalográficos de un acero austenítico (hierro FCC) a partir de armónicos esféricos de superficie generalizados. Este índice se propuso determinar a partir de las mediciones de EBSD. Sin embargo, la información obtenida a partir de mediciones de EBSD estadísticamente no es suficiente para describir rigurosamente la dependencia de dicho comportamiento de las orientaciones cristalográficas.

Venegas *et al.* (2015) estudiaron la influencia de la textura cristalográfica sobre la corrosión por picadura en aceros grado tubería a través de mediciones de textura global por difracción de rayos-X y pruebas electroquímicas. Bajo la consideración de que, la disolución anódica de la ferrita está determinada por el hecho de que la resistencia a la disolución de cada familia de planos  $\{hkl\}$  ( $R_{\{hkl\}}$ ) depende de su densidad planar, en este trabajo fue posible establecer una función de resistencia a la disolución anódica dependiente de la textura, ya que a su vez dicha textura determina la abundancia de los planos  $\{hkl\}$  en la superficie del material. Según sus resultados la resistencia a la picadura de ciertas fibras siguen la secuencia:  $\{110\}_{ND} > \{200\}_{ND} > \{222\}_{ND} > \{112\}_{ND} >$  aleatorio. A pesar de que esta es una muy buena base de la relación que existe entre la naturaleza anisótropa de la disolución y la textura que presenta un material policristalino, existe una limitación debido a que la fracción volumétrica utilizada en este modelo no permite describir completamente la información de la textura.

Por otra parte, Blónski *et al.* (2007) usaron una teoría funcional de densidad para calcular teóricamente propiedades estructurales, electrónicas y magnéticas para las siete superficies de mayor densidad de empaquetamiento del monocristal de hierro alfa (BCC), relacionando la característica de densidad de planos con propiedades del material como la rugosidad y la energía superficial. En cuanto a la rugosidad, ésta podría ser un buen indicador de la susceptibilidad a la disolución anódica de un plano  $\{hkl\}$  que sale a la superficie, ya que determina la energía superficial de del material, así como la capacidad de absorber moléculas de agua en la misma dada su mayor porosidad a nivel atómico. Sin embargo, no existe ningún modelo que permita describir el comportamiento de la anisotropía de rapidez de disolución en los materiales policristalinos.

En el presente trabajo se propone un modelo físico matemático capaz de predecir la variación de la rapidez de disolución anódica en función del plano cristalográfico considerado, y que sea aplicable a cualquier familia de planos  $\{hkl\}$ . Además, permite extrapolar los resultados a partir de la resistencia a la disolución anódica del monocristal a la estimación esta propiedad de un policristal (acero API 5L), si se conoce la textura cristalográfica del material.

## 2. Modelación de la función anisótropa

Según Blónski (2007), existe una estrecha relación entre la rugosidad superficial ( $Sr$ ) y la densidad planar ( $\rho_{\{hkl\}}$ ), y por consiguiente con la resistencia a la disolución anódica (que se considera análoga a la lentitud de disolución en este trabajo), o en otros términos, con la resistencia a la corrosión. La rugosidad ( $Sr$ ) se expresa por la siguiente función (Blónski & Kiejna 2007):

$$Sr = \frac{A_{2D}}{A_{Fe}} = \frac{8}{3\pi} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} ; \quad h + k + l = 2n \quad (1)$$

donde  $A_{Fe} = 3\pi a_0^2/16$  es el área transversal del átomo de hierro.

El área transversal de la celda unidad ( $A_{2D}$ ) es dada por:

$$A_{2D} = \frac{a_0^2}{2} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} ; h + k + l = 2n \quad (2)$$

La relación con la densidad planar resulta (Venegas *et al.* 2015):

$$\rho_{\{hkl\}} = \frac{2}{a_0^2 \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} ; h + k + l = 2n \quad (3)$$

$$\therefore \rho_{\{hkl\}} = \frac{1}{A_{2D}} \quad (4)$$

De acuerdo con Ec. (1) y Ec. (4),  $Sr$  es inversamente proporcional a la densidad planar:

$$\rho_{\{hkl\}} \propto \frac{1}{Sr} \quad (5)$$

y por consecuencia también es inversamente proporcional a la resistencia a la disolución anódica propuesta por Venegas (2015):

$$R_{\{hkl\}} = \frac{\rho_{\{hkl\}}}{\rho_{\{110\}}} ; \rho_{\{110\}} \text{ es constante} \quad (6)$$

$$\therefore R_{\{hkl\}} \propto \frac{1}{Sr} \quad (7)$$

Como se observa las funciones cumplen con la restricción  $h + k + l = 2n$  debido a que se trata de una estructura con red cubica centrada en el cuerpo (BCC). Partiendo de la Ec. (7), se puede estimar el valor de la resistencia al inicio de la corrosión de un plano  $\{hkl\}$  como el inverso de la rugosidad del plano (ISR). Con este fin se consideran los planos más densos del sistema BCC los cuales son  $\{101\}$ ,  $\{200\}$ ,  $\{112\}$ ,  $\{103\}$ ,  $\{222\}$ ,  $\{213\}$ ,  $\{114\}$ ,  $\{204\}$ ,  $\{314\}$ ,  $\{323\}$ ,  $\{215\}$ ,  $\{334\}$ ,  $\{305\}$ ,  $\{424\}$ ,  $\{325\}$ ,  $\{226\}$ ,  $\{435\}$ ,  $\{406\}$ ,  $\{446\}$ ,  $\{428\}$ ,  $\{608\}$ .

Para que esta función describa el sistema físico que nos ocupa, y pueda ser utilizada en la práctica, debe suavizarse usando funciones Gaussianas con un semi-ancho definido, buscando respetar la regularidad de la proporcionalidad que existe entre la resistencia a la disolución ( $R_{\{hkl\}}$ ) y la rugosidad ( $Sr$ ). La razón de suavizar la función es que, debido a su forma, el valor de la misma

cambia abruptamente conforme incrementa los índices {hkl}, lo que origina que al comparar dos planos con diferencia mínima de orientación, se obtengan valores del inverso de la rugosidad con magnitudes extremadamente diferentes, efecto que no ocurre con los sistemas físicos reales. El resultado de este procedimiento es la obtención de una superficie de anisotropía de rapidez de disolución anódica para materiales BCC con sentido físico que representa de manera correcta el cambio gradual de la rugosidad entre un cierto plano (hkl) a otro cercano, tal como es de esperar que ocurra en la realidad durante la disolución anódica de dos granos cuya diferencia de orientación es pequeña.

La función ISR para materiales BCC obtenida, se puede considerar de cierto modo “empírica”, en el sentido que se ha obtenido a partir de un razonamiento basado en datos teóricos y de simulación que muestran que los planos de mayor rugosidad son más susceptibles a la corrosión, y a su vez, tienen mayor velocidad de disolución. Para poder utilizar dicha función en la modelación propuesta en este trabajo, la misma debe ser descrita a través de la combinación lineal de armónicos esféricos de superficie. Considerando que el hierro BCC pertenece al grupo cúbico  $m\bar{3}m$ , es necesario contar con una simetría cúbica para dichos armónicos. Los armónicos esféricos de superficie simetrizados,  $k_{\ell}^{i\mu}(\mathbf{h})$ , se definen por (Bunge 1982):

$$k_{\ell}^{i\mu}(\mathbf{h}) = k_{\ell}^{i\mu}(\Phi, \beta) = \sum_{m=0}^{\ell(4)} B_{\ell}^{i\mu} \bar{P}_{\ell}^m(\cos(\Phi)) \cos(m\beta) \quad (8)$$

donde:

$B_{\ell}^{i\mu}$  son constantes que garantizan la simetría cúbica de los armónicos, se encuentran tabuladas en literatura (Bunge 1982);  $\bar{P}_{\ell}^m(\cos(\Phi))$  son polinomios asociados normalizados de Legendre;  $\mathbf{h} = (h_1, h_2, h_3)$  es el vector normal al plano de interés.

A su vez los polinomios asociados de Legendre, considerando  $\bar{P}_{\ell}^m(\cos(\Phi)) = \bar{P}_{\ell}^m(x)$ , están definidos por la siguiente ecuación (Bunge 1982):

$$\bar{P}_\ell^m(x) = \sqrt{\frac{(\ell+m)!}{(\ell-m)!}} \sqrt{\frac{2\ell+1}{2}} \frac{(-1)^{\ell-m}}{2^\ell \ell!} (1-x^2)^{-m/2} \frac{d^{\ell-m}}{dx^{\ell-m}} (1-x^2)^\ell \quad (9)$$

Considerando el vector  $\mathbf{h} = (h_1, h_2, h_3)$  (ver Fig. 1) en coordenadas esféricas, los cosenos directores de  $\mathbf{h}$  en el sistema de referencia del cristal están dados por:

$$h_1 = \sin(\Phi) \cos(\beta), \quad h_2 = \sin(\Phi) \sin(\beta), \quad h_3 = \cos(\Phi) \quad (10)$$

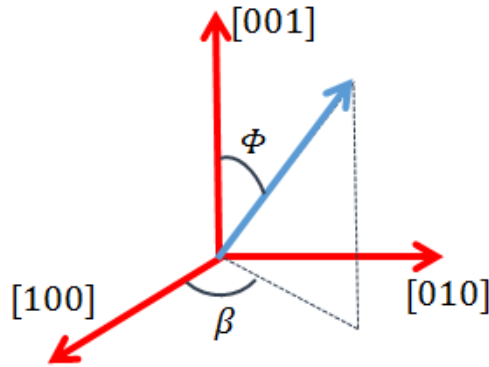


Figura 1. Sistema de referencia del cristal. Definición de los cosenos directores de  $\mathbf{h}$  en el sistema de referencia del cristal.

Para que sea posible representar una propiedad física a través de los armónicos esféricos, es imprescindible se incluya los coeficientes que caracterizan la propiedad estudiada (Bunge 1982):

$$E(\mathbf{h}) = E(\Phi, \beta) = \sum_{\ell=4}^{\ell_{\max}} \sum_{\mu=1}^{M(\ell)} e_\ell^\mu k_\ell^{i\mu}(\mathbf{h}) \quad (11)$$

donde:  $(\Phi, \beta)$  son los ángulos polares que describen la dirección de  $\mathbf{h}$  y  $e_\ell^\mu$  son coeficientes de ajuste que deben ser encontrados para que el modelo  $E(\mathbf{h})$  reproduzca de manera adecuada la función ISR.

Para lograr definir el modelo de la superficie de anisotropía de la rapidez de disolución anódica para el monocristal de hierro-alfa, los armónicos esféricos de superficie simetrizados para sistemas cristalinos cúbicos deben replicar la superficie descrita por la función ISR suavizada obtenida en la primera parte de este trabajo. Para que ello se cumpla, la diferencia entre ambas superficies

debe ser mínima en todo el rango considerado en el triángulo asimétrico del sistema cristalino cúbico, es decir, la resta algebraica  $E(\mathbf{h})$  y ISR debe tender a cero para cualquier punto evaluado dentro de este triángulo descrito por las direcciones [001], [101] y [111].

Con el fin de determinar estos coeficientes de ajuste de la Ec. (11), se parte de la simulación de una primera superficie mediante armónicos esféricos de cierto orden  $l$  y valores de todos los coeficientes iguales a cero. Posteriormente se procede a usar un método computacional iterativo, el cual varía de forma aleatoria los valores de los coeficientes durante varios ciclos dentro de un intervalo que comprende la cercanía del último valor usado en los coeficientes. Si el último ajuste obtiene una mejor solución que el anterior, los coeficientes son recabados y usados en la siguiente aproximación como punto medio del nuevo intervalo en que estos coeficientes de ajuste serán variados de nuevo, de lo contrario sólo se desechan. Además, el intervalo variable de los coeficientes debe ser reajustado periódicamente, es decir, debe restringirse cada vez más este intervalo, lo que determina un barrido más fino y la posibilidad de una mejor solución.

Una vez que se conoce como depende la rapidez de disolución anódica del cristal en función de la dirección cristalográfica, expresada dicha rapidez como  $E(\mathbf{h})$ , es posible extrapolar el comportamiento de esta propiedad para un policristal (tubería de acero).

## 2.1. Función de rapidez de disolución anódica en un policristal

Para realizar esta extrapolación se debe considerar la textura cristalográfica del material, expresada a través de la función de distribución de orientaciones cristalinarias (ODF, por sus siglas en inglés), la cual se representa como  $f(g)$ , siendo  $g$  la orientación cristalográfica (Bunge 1982). La Fig. 2 muestra la esquematización de los sistemas de referencias de la muestra y del cristal para definir la orientación  $g$ .



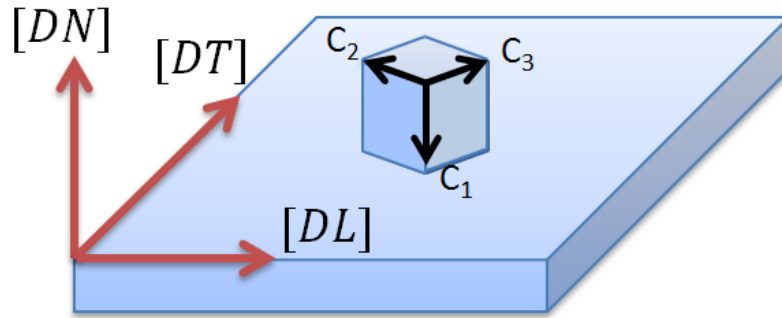


Figura 2. Sistema de referencia de la muestra (DL-DT-DN) y sistema de referencia del cristal ( $C_1, C_2, C_3$ ) en una placa laminada.

Si se considera que la rapidez de disolución depende del plano cristalográfico expuesto al medio corrosivo, entonces se puede decir que en general  $\bar{E}$  dependerá también de la orientación del cristal ( $g$ ) y de la dirección de la muestra  $\mathbf{y} = (\phi, \beta)$  que se analiza. De esta forma, la expresión más general para  $E(\mathbf{h})$  es  $E(\mathbf{y}, g)$ . El valor medio de la velocidad de disolución de un policristal en función de la dirección  $\mathbf{y} = (\phi, \beta)$  de la muestra está dada entonces por (Bunge 1982):

$$\bar{E}(\mathbf{y}) = \bar{E}(\phi, \beta) = \oint_{ES} E(\phi, \beta, g) f(g) dg \quad (12)$$

Para el caso que se analiza en este trabajo, la rapidez de disolución del policristal es de interés en la dirección perpendicular al plano de laminación de la muestra, es decir paralela a la dirección DN de la misma (ver Fig. 2). Esta dirección se puede expresar de varias maneras (Bunge 1982):  $\mathbf{y} = (0, 0)$ ,  $\mathbf{y} = \text{DN}$  y por último  $\mathbf{y} = [001]$  en la figura inversade polos (IPF, por sus siglas en inglés). Bajo esta condición, la expresión para el valor promedio de la rapidez de disolución,  $\bar{E}$ , del policristal se puede aproximar como:

$$\bar{E} \propto \oint_{TA} E(\mathbf{h}) IPF(\mathbf{h}) d\mathbf{h} \quad (13)$$

donde  $IPF(\mathbf{h})$  es el valor de la figura inversa de polos del policristal en el triángulo asimétrico (TA) del sistema cristalino cúbico. De esta forma, si se determina la IPF del material y se utiliza en conjunto con la función  $E(\mathbf{h})$ , es

posible predecir la resistencia del material a la disolución anódica en el plano de laminación del la misma.

De forma general la Ec. (13) unifica la propiedad  $E(h)$  para cada familia de planos del cristal con la fracción volumétrica de cristales de ferrita que se encuentran orientados con este mismo plano cristalográfico expuesto en la superficie, es decir, paralela al plano de laminación del material. Es importante mencionar que la modelación y simulación, además de la determinación de los coeficientes de ajuste para el desarrollo en armónicos esféricos de superficie, fue realizado mediante programación en Wolfram Mathematica 10.

### **3. Experimental**

#### **3.1. Materiales**

Las muestras fueron extraídas de un ducto retirado de servicio de aceros API 5L X52 y API 5L X60, y fueron preparadas en el plano de laminado (DL-DT). Las dimensiones de las muestras son de área de  $1.5 \times 1.5 \text{ cm}^2$   $0.64 \text{ cm}$  y un espesor de  $2.5 \text{ mm}$ . Ambos materiales fueron preparadas mediante desbaste con lijas abrasivas de carburo de silicio, seguido de un pulido con pasta de diamante hasta  $0.25 \mu\text{m}$ , y un acabado a espejo con silica coloidal hasta  $20 \text{ nm}$ . Las muestras sometidas a análisis de microestructura, fueron atacadas con Nital 2%.

La microestructura de los aceros estudiados, mediante microscopio óptico, se muestra en la Fig. 1. El resultado de la Fig. 1 indica que que microestructura del material está compuesto principalmente por las fases ferrita (la fase que predomina es la ferrita o hierro-alfa (BCC)) y perlita. La fracción de perlita de cada uno de los aceros (X52 y X60) es de 10 y 14 %, respectivamente. Los granos de estos materiales tienen una morfología equiaxial con una distribución homogénea.

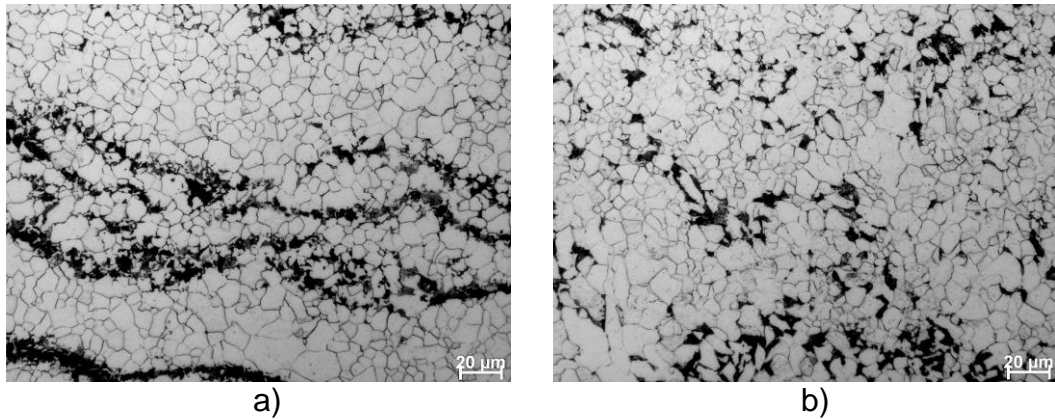


Figura 3. Microestructura de aceros estudiados: a) X52; tamaño de grano:  $9.0 \pm 0.013 \mu\text{m}$  y b) X60; tamaño de grano:  $9.5 \pm 0.012 \mu\text{m}$ .

### 3.2. Medición de textura global

Las mediciones de textura por difracción de rayos-X se realizaron utilizando un difractómetro Bruker D8 Advance, con radiación de  $\text{Cu K}\alpha$ , y equipado con una cuna compacta de Euler. Dichas mediciones se realizaron en un área de  $1 \text{ cm}^2$  del plano de laminación (LD-DT). Se midieron tres figuras de polos:  $\{011\}$ ,  $\{002\}$  y  $\{112\}$  en los aceros estudiados. Estas figuras de polos experimentales incompletas fueron analizadas con ayuda del software LaboTex (Pawlik & Ozga 1999) para calcular la función de distribución de orientaciones (ODF). A partir de la ODF, se calculó la IPF para cada uno de estos aceros. Finalmente, usando los datos de la IPF se determinó el valor promedio de la propiedad,  $\bar{E}$ , mediante la Ec. (13).

## 4. Resultados y discusión

El mejor ajuste determinado para describir la superficie de anisotropía mediante la Ec. (11) se muestra en la Fig. 4, donde se utilizaron armónicos esféricos de superficie simetrizados con valores de orden  $l$  hasta 38.

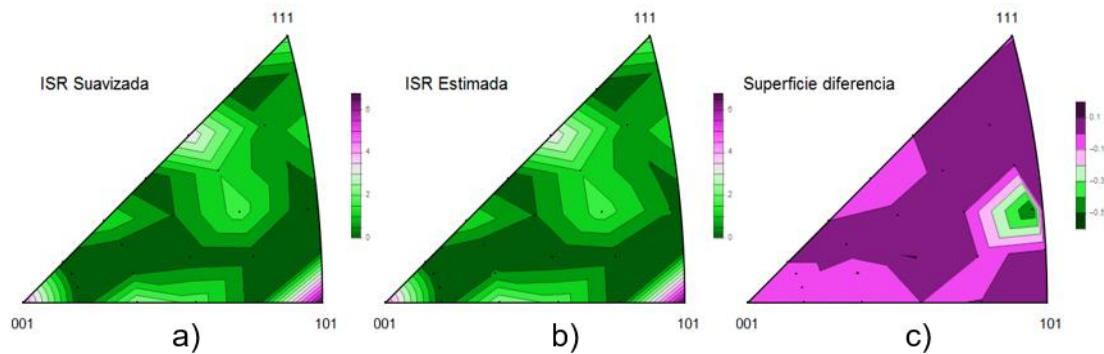


Figura 4. Ajuste con armónicos esféricos de superficie de orden hasta  $\ell=38$ . a) Superficie suavizada; b) Superficie estimada con el desarrollo en armónicos esféricos; c) Diferencia de ambas superficies.

En la mayoría de los trabajos precedentes se establece que la menor velocidad de disolución la presentan los planos cristalográficos más densos, lo cual concuerda con los resultados obtenidos mediante la superficie de anisotropía  $E(\mathbf{h})$ . Tal como se observa en la Fig. 4 la resistencia a la disolución decrece en la en secuencia de la siguiente forma;  $\{101\} > \{200\} > \{112\} > \{103\} > \{222\} > \{213\}$ , y sigue decreciendo para familias de planos con índices de Milller mayores a 4. La propiedad descrita por la superficie de anisotropía para el plano  $\{222\}$  demarca un decremento en más de un 50%, por lo que se puede postular que los planos cristalográficos de menor densidad de puntos que el plano  $\{222\}$  presentarán valores de  $E(\mathbf{h})$  menores a este porcentaje y, por ende, serán los más propensos a sufrir disolución anódica.

Es notable que los puntos de mayor magnitud en la superficie de anisotropía correspondan a planos cristalográficos del tipo  $\{101\}$  y  $\{002\}$ , lo cual implica que es posible contar con la menor susceptibilidad a la disolución anódica mediante orientaciones cristalográficas que permitan obtener estos planos en la superficie del acero. De igual forma, en la Fig. 4c, se observa mediante la superficie de diferencia entre la superficie suavizada y la superficie estimada que el porcentaje de error es alrededor de un 10%.

En la Fig. 5 se muestra una representación del corte  $\varphi_2 = 45^\circ$  de la ODF de las muestras estudiadas. Ambos aceros presentan un textura notablemente marcada. En general, los dos presentan fibras de textura del tipo  $\{222\}/\text{ND}$ ,  $\{110\}/\text{ND}$  y  $\{002\}/\text{ND}$ , con diferentes fracciones volumetricas para cada fibra y diferentes intensidades de una muestra a la otra.

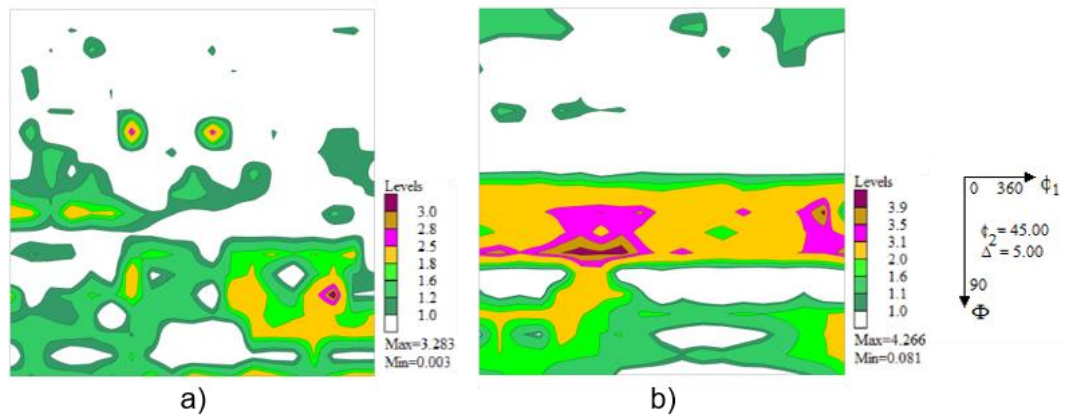


Figura 5. Sección  $\varphi_2 = 45^\circ$  de la ODF cúbica-ortorrómbica calculada a partir de las mediciones de rayos X. a) API 5L X52; b) API 5L X60.

La Fig. 6 muestra la IPF calculada a partir de la ODF de cada material. Es notable que en la muestra X52 predominan los planos del tipo  $\{110\}$  expuestos en la superficie de laminado, mientras que la muestra X60 ostenta mayor cantidad de planos del tipo  $\{222\}$ .

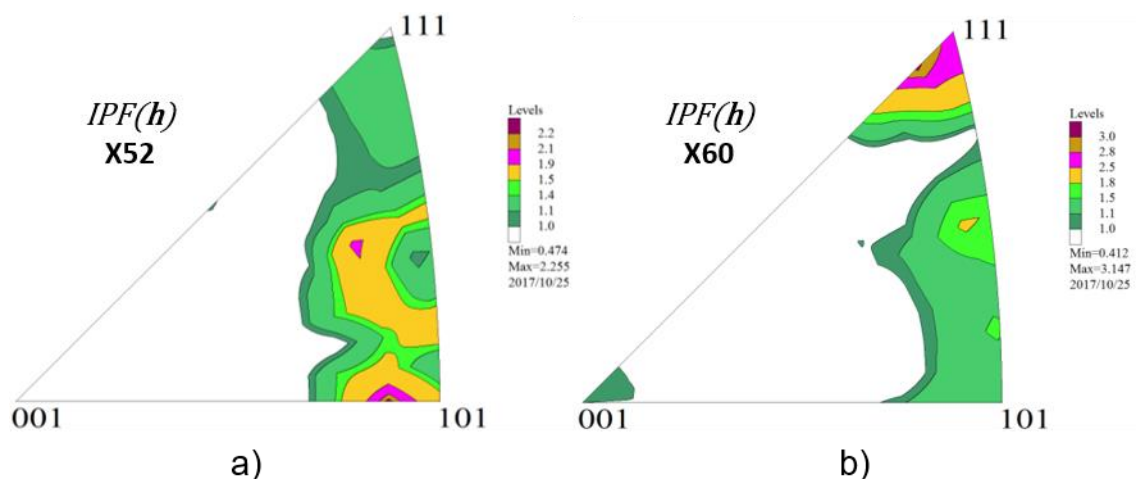


Figura 6. Figuras de polos inversas de DN. a) Acero API 5L X52; b) Acero API 5L X60.

A partir de los datos de la IPF, mediante la Ec. (13) se obtienen los valores de la propiedad promedio reportados en la Tabla 1.

Tabla 1. ISR promedio calculada a partir de las mediciones de textura

Muestra	$\bar{E}$
API 5L X52	0,20
API 5L X60	0,08

De forma general se puede ver que el material que tiene mayor susceptibilidad a presentar corrosión es el la muestra X60, ya que, aunque tiene una textura más fuerte con mayor proporción de cierto tipo de planos  $\{hkl\}$  expuestos en la superficie del material (planos  $\{222\}$ ), estos planos no son los más resistentes, según lo indica la superficie  $E(\mathbf{h})$ , caso contrario con lo observado en la muestra X52, donde se presenta una textura con una cantidad considerable de planos del tipo  $\{110\}$  expuestos en la superficie del material, si bien están en proporción menor a la de los planos  $\{222\}$  que contiene la otra muestra, es suficiente para conferirle una gran resistencia a la corrosión, esto basado de nuevo en la forma en que varía  $E(\mathbf{h})$ . Esto se corrobora con los valores estimados de la propiedad promedio, o en otras palabras, la resistencia que presenta cada muestra a sufrir corrosión en función de su textura presentados en la Tabla 1. Con base a estos resultados se infiere que ciertamente el acero API 5L X60 es más susceptible a presentar corrosión, y en consecuencia su velocidad de disolución será mayor, debido a que la resistencia en general del área expuesta al medio corrosivo, entendida como resistencia promedio ( $\bar{E}$ ), algebraicamente es menor a la mitad de la que tiene la muestra X52.

## 5. Conclusiones

A partir de armónicos esféricos de superficie simetrizados se desarrolló una superficie de anisotropía capaz de describir la variación de la rapidez de disolución anódica en función del plano cristalográfico. Al combinar esta función de disolución anisótropa con la textura de un material, a través de la figura de polos inversa, fue posible obtener un índice de susceptibilidad promedio a la corrosión en función de la textura cristalográfica ( $\bar{E}$ ), entendido como susceptibilidad promedio del policristal. Con base a los resultados obtenidos se observa que la velocidad con que sucede la disolución anódica está fuertemente influenciada por la familia de planos  $\{hkl\}$  expuestos en la superficie de un material que sufre corrosión, demostrando mayor resistencia a la corrosión en los planos con mayor densidad planar, es decir, planos con índices de Miller pequeños. Este trabajo presenta, por primera vez según el conocimiento de los autores, un modelo capaz de relacionar la información de

la textura con la velocidad de disolución anódica de aceros en función de un índice de susceptibilidad promedio.

### **Agradecimientos**

Los autores desean agradecer a CIDIM-ESIQIE (Proyecto No. 425103804) del Instituto Politécnico Nacional de México (IPN) por el apoyo financiero recibido durante la realización de esta investigación.

### **Referencias**

1. Blónski, P.; Kiejna, A.. 2007: Structural, electronic, and magnetic properties of bcc iron surfaces. *Surface Sci.* 601: 123-133.
2. Boggs, W.E.; Kachik, R.H.; Pellissier, G.E.. 1967: The Effects of Crystallographic Orientation and Oxygen Pressure on the Oxidation of Iron. *J. Electrochem. Soc.* 114 (1): 32-39.
3. Buck, W.; Leidheiser, H.. 1957: The corrosion of single crystals and recrystallized single crystals of iron and steel in citric acid. *J. Electrochem. Soc.* 104 (8): 474-481.
4. Bunge, H.. 1982: *Texture Analysis in Materials Science-Mathematical Methods*. Oxford, Butterworth & Co, 593 p.
5. Cammarota, G.P.; Felloni, L.; Palombarini, G.; Traverso, S.. 1970: Optical Microscopy Studies of Anodic Dissolution of Iron in Sulfuric and Hydrochloric Acid Solutions: Influence of Metal Purity, Structure, Heat Treatment. *Corrosion.* 26 (6): 129-140.
6. Chiba, M.; Seo, M.. 2003: Mechanoelectrochemical Properties of Passive Iron Surfaces Evaluated by an *In Situ* Nanoscratching Test. *J. Electrochem. Soc.* 150 (11): B525-B529.
7. Davenport, A.J.; Oblonsky, L.J.; Ryan, M.P.; Toney, M.F.. 2000: The Structure of the Passive Film That Forms on Iron in Aqueous Environments. *J. Electrochem. Soc.* 147 (6): 2162-2173.
8. Fushimi, K.; Seo, M.. 2001: An SECM observation of dissolution distribution of ferrous or ferric ion from a polycrystalline iron electrode. *Electrochim. Acta* 47: 121-127.
9. Newnham, R.. 2005: *Properties of materials. Anisotropy, symmetry, structure*. New York: Oxford University Press, 378 p.

10. Pawlik, K.; Ozga, P.. 1999: LaboTex: The Texture Analysis Software  
*Göttinger Arbeiten zur Geologie und Paläontologie* SB4: 146-147.
11. Roberge, P.. 2000: *Handbook of corrosion engineering*. New York: McGraw-Hill, 1128 p.
12. Roßwag, H., Eichkorn, G. and Lorenz, W.J.. 1974: Einfluß des Metallsubgefüges auf den anodischen Auflösungsmechanismus von Eisen. *Werkstoffe und Korrosion* 25 (2): 86-92.
13. Schreiber, A.; Rosenkranz, C.; Lohrengel, M.. 2007: Grain-dependent anodic dissolution of iron. *Electrochim. Acta* 52: 7738-7745.
14. Schreiber, A.; Schultze, J.; Lohrengel, M.; Kármán, F.; Kálmán, E.. 2006: Grain dependent electrochemical investigations on pure iron in acetate buffer pH 6.0. *Electrochim. Acta* 51: 2625-2630.
15. Schweitzer, P.. 2007: *Fundamentals of Metallic Corrosion: Atmospheric and Media Corrosion of Metals*. Boca Raton: CRC Press, 727 p.
16. Seo, M.; Chiba, M.. 2001. Nano-mechano-electrochemistry of passive metal surfaces. *Electrochim. Acta* 47: 319-325.
17. Szpunar, J. A.; Shahryari, A.; Omanovic, S. 2009.. The influence of crystallographic orientation distribution on 316LVM stainless steel pitting behavior. *Corrosion Sci.* 51: 677-682.
18. Venegas, V.; Caleyó, F.; Vázquez, L. E.; Baudin, T.; Hallen, J.M.. 2015: On the Influence of Crystallographic Texture on Pitting Corrosion in Pipeline Steels. *Int. J. Electrochem. Sci.* 10: 3539-3552.